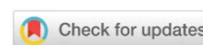
ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ, НАУКИ О МАТЕРИАЛАХ, МЕТАЛЛУРГИЯ
CHEMICAL TECHNOLOGIES, MATERIALS SCIENCES, METALLURGY





УДК 669.1:66.04 *Научная статья*
https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-1-88-96

Стимуляция бейнитного сценария превращения внешним магнитным полем


EDN: OWXWVI

Ю.В. Долгачев, В.Н. Пустовойт, Д.В. Нефедов ✉
Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, Российская Федерация
✉ tries_lab@mail.ru

Аннотация
Введение. Изменение свойств сталей с бейнитной структурой имеет практический смысл, т. к. при бейнитном превращении под воздействием магнитного поля возможно улучшение пластичности стали при сохранении или повышении ее прочностных показателей. Научные изыскания в этой сфере касались вопросов влияния магнитного поля на термодинамику и смену сценария фазового превращения. Однако в открытых источниках нет детального описания воздействия магнитного поля на структуру и свойства продуктов промежуточного бейнитного превращения. Цель работы — исследование особенности влияния внешнего магнитного поля на сценарий и кинетику фазового превращения стали.
Материалы и методы. Исследование проводилось на образцах из стали 65Г. Их химический состав контролировали при помощи оптико-эмиссионного спектрометра Magellan Q8. Термическую обработку (резистивный нагрев) проводили в установке для высокотемпературных исследований «ИМАШ 20–75». Температура нагрева — около 1000 °C, время выдержки — 10 минут. Образец охлаждали при помощи водоохлаждаемых электроконтактов. Внешнее магнитное поле напряженностью 400 кА/м и 800 кА/м создавалось электромагнитом, интегрированным в вакуумную камеру установки.
Результаты исследования. Эксперименты подтвердили возможность смены сценария превращения с перлитного на бейнитный при воздействии внешним магнитным полем до 1 МА/м. Получены изображения микроструктуры и поверхностного рельефа образцов после охлаждения в магнитном поле. Проанализированы кинетические изменения и зависимости объемных скоростей превращения от времени изотермической выдержки. Установлено, что действие постоянного магнитного поля напряженностью 1,6 МА/м увеличивает объемную скорость превращения в 1,808 раза (для стали 65Г) и в 1,687 раза (для стали 45Х).
Обсуждение и заключение. Зафиксированы результаты наблюдений за изменением поверхностного рельефа при охлаждении без магнитного поля и в магнитных полях различной напряженности. Это позволило сделать вывод о стимуляции внешним магнитным полем бейнитного превращения вместо исходного перлитного. Микроструктурные изменения объясняются влиянием поля на магнитное состояние исходной фазы.

Ключевые слова: магнитное стимулирование бейнитного превращения, перлитное превращение, улучшение свойств сталей, микроструктурные изменения сталей, вакуумное травление, магнитострикционные деформации

Для цитирования. Долгачев Ю.В., Пустовойт В.Н., Нефедов Д.В. Стимуляция бейнитного сценария превращения внешним магнитным полем. *Безопасность техногенных и природных систем.* 2024;8(1):88–96. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-1-88-96

Original article

Stimulation of the Bainite Transformation Scenario by an External Magnetic Field

Yuri V. Dolgachev, Viktor N. Pustovoit, Dmitriy V. Nefedov ✉
Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russian Federation
✉ tries_lab@mail.ru

Abstract

Introduction. It makes practical sense to change the properties of steels with a bainite structure, as with bainite transformation under the influence of a magnetic field, it is possible to improve the ductility of the steel while maintaining or even increasing its strength. Scientific research in this area has focused on the influence of the magnetic field on thermodynamics and on the change in the phase transformation scenario. However, there is no detailed description in open sources of the effect of a magnetic field on the structure and properties of the products of intermediate bainite transformation. The aim of the work is to study the peculiarities of the influence of an external magnetic field on the scenario and kinetics of phase transformation of steel.

Materials and Methods. The study was conducted using samples made of 65G steel. Their chemical composition was monitored using a Magellan Q8 optical emission spectrometer. Heat treatment (resistive heating) was carried out in an IMASH 20–75 installation for high-temperature research. The heating temperature was approximately 1000 degrees 1000°C, and the holding time was 10 minutes. The sample was cooled down using water-cooled electrical contacts. An external magnetic field with a strength of 400 kA/m and 800 kA/m was created by an electromagnet integrated into the vacuum chamber of the installation.

Results. The experiments confirmed the potential for altering the transformation pathway from pearlite into bainite in the presence of an external magnetic field of up to 1 MA/m. Images of the microstructure and surface relief of samples after cooling in a magnetic field were obtained. Kinetic changes and dependencies of the volumetric transformation rates on the duration of isothermal exposure were analyzed. It has been found that exposure to a constant magnetic field of 1.6 MA/m increased the volumetric transformation rate by 1.808 times (for 65G steel) and by 1.687 times (for 45H steel).

Discussion and Conclusion. The results of observations of changes in the surface relief during cooling in the absence of a magnetic field, and in magnetic fields of various strengths, were recorded. This has allowed us to draw the conclusion that the external magnetic field stimulates the bainitic transformation instead of the original pearlitic one. Microstructural changes can be explained by the influence of the magnetic field on the initial phase magnetic state.

Keywords: bainite transformation magnetic stimulation, pearlite transformation, improvement of steel properties, microstructural changes in steels, vacuum etching, magnetostrictive deformations

For citation. Dolgachev YuV, Pustovoit VN, Nefedov DV. Stimulation of the Bainite Transformation Scenario by an External Magnetic Field. *Safety of Technogenic and Natural Systems.* 2024;8(1):88–96. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-1-88-96

Введение. Как известно, магнитное поле влияет на термодинамику [1], в частности на равновесную температуру фазовых переходов [2]. Значительного смещения критических температур можно достичь лишь при использовании достаточно сильных (импульсных) магнитных полей [3], что сопряжено с определенными техническими трудностями при реализации в производственных условиях. Опыты свидетельствуют о появлении α-фазы в конструкционных и инструментальных сталях под действием полей напряженностью 1,6–2,4 МА/м [1]. Эти процессы проходят при температурах, которые намного превышают равновесную и не укладываются в предполагаемый по термодинамическим оценкам сдвиг [4]. Влияние внешнего магнитного поля при термической обработке стали выражается в увеличении темпа [5] и дисперсности продуктов превращения [6]. Из [7] известно, что при промежуточном (бейнитном) превращении под влиянием магнитного поля напряженностью до 2 МА/м структурные изменения позволяют получать больший запас пластичности при сохранении или некотором повышении прочностных показателей.

Имеющиеся в γ-фазе области с ближним магнитным порядком при действии внешнего магнитного поля испытывают магнитострикцию. Это происходит из-за магнитной неоднородности аустенита [8] и вызывает изменение в поле упругих сил решетки, причем энергия образования критического зародыша α-фазы уменьшается. Внешнее магнитное поле увеличивает количество и размеры ферромагнитных кластеров [1]. В результате при охлаждении в магнитном поле мультипликативно растет число центров зарождения.

В [9] показано, как ближний магнитный порядок в аустените влияет на смену сценария фазового превращения. Из [10] известно, что магнитное состояние γ-фазы определяет превращение в тот или иной продукт ферромагнитной α-фазы. Это может быть феррит, перлит, бейнит или мартенсит.

Цель представленной работы — экспериментальная проверка возможности смены перлитного сценария превращения на бейнитный при воздействии внешним магнитным полем до 1 МА/м. Кроме того, следует оценить изменение кинетики бейнитного превращения при наложении поля.

Материалы и методы. Использовались образцы одной плавки из стали 65Г. Их химический состав контролировался на оптико-эмиссионном спектрометре Magellan *Q*8 (таблица 1).

Таблица 1

Среднее содержание элементов в образцах

Марка стали	Массовая доля, %							
	C	*Si*	*Mn*	*Cr*	*S*	*P*	*Cu*	*Ni*
65Г	0,65	0,20	0,97	0,21	0,009	0,0012	0,08	0,13

Полированные образцы помещали в вакуумную камеру установки для высокотемпературных исследований «ИМАШ 20–75». Данное оборудование обеспечивает разрежение в рабочей камере $1,3 \cdot 10^{-5} \div 6,6 \cdot 10^{-6}$ Па. Это позволяет реализовать метод вакуумного травления. Структура выявляется в результате испарения в вакууме при высокой температуре под влиянием поверхностного натяжения. При охлаждении в процессе фазовых превращений, сопровождающихся сдвиговыми процессами, на поверхности образца появляется соответствующий рельеф.

Образцы подвергали резистивному нагреву до ~ 1000 °C в течение 10 минут и охлаждали с отводом тепла в водоохлаждаемые медные электроконтакты со скоростью ~28÷32 °C/с. В соответствии с диаграммой изотермического распада аустенита стали 65Г получаемая скорость охлаждения соответствовала пересечению «носа» области начала перлитного превращения. Высокая температура нагрева способствовала росту аустенитного зерна и вакуумному травлению его границ, что требовалось для видеозаписи поверхностного изменения рельефа в процессе фазового превращения.

Для измерения температуры спай термопары приваривали в середине образца. Во время охлаждения протекающие на поверхности процессы регистрировали с помощью цифровой окулярной насадки Eakins. Полученные данные о микроструктуре поверхностного рельефа и внутри образца обрабатывали для определения объемной доли структурных составляющих. С этой целью задействовали аналитическое программное обеспечение SIAMS 800 на 16÷25 полях зрения.

Внешнее магнитное поле создавали электромагнитом, интегрированным в вакуумную камеру установки [11]. В экспериментах задействовали поля напряженностью 400 кА/м и 800 кА/м. Образцы без поля обрабатывали тем же способом, но при извлеченном из вакуумной камеры электромагните.

Результаты исследования. При бейнитном или мартенситном сдвиговом характере превращения на поверхности отполированного образца должен появляться рельеф. Если этого не происходит, речь идет о перлитном превращении. В условиях эксперимента скорость охлаждения была недостаточна для закалки на мартенсит стали 65Г. Можно было ожидать конкуренции между перлитными и бейнитным превращением в зависимости от наличия или отсутствия внешнего магнитного поля в процессе охлаждения.

На рис. 1 представлены скрины видеокадров изменения поверхностного рельефа, наблюдаемого при превращении переохлажденного аустенита в различные моменты времени (τ). Каждой строке на рис. 1 соответствует указанная напряженность внешнего магнитного поля (*H*).

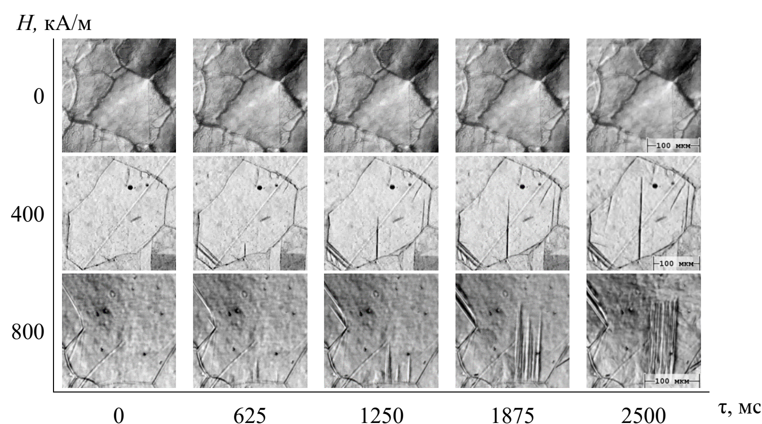
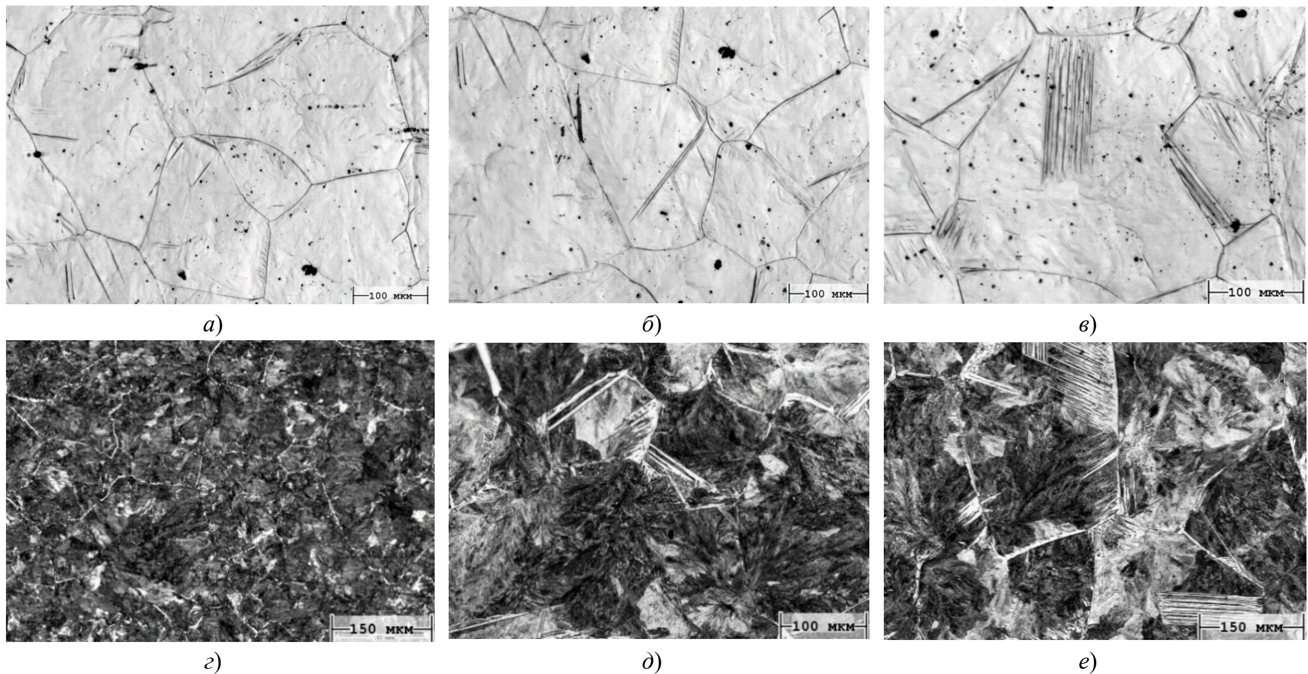


Рис. 1. Изменение поверхностного рельефа во время охлаждения в зависимости от напряженности внешнего магнитного поля (*H,* кА/м) и времени превращения (τ, мс)

На рис. 2 показаны микроструктуры поверхностного рельефа и внутри образцов после различных режимов обработки.



а) *б*) *в*)

г) *д*) *е*)

Рис. 2. Микроструктура поверхностного рельефа (*а, б, в*) и внутри образца (*г, д, е*) после обработки: *а, г* — без поля; *б, д* — в магнитном поле напряженностью 400 кА/м; *д, е* — в магнитном поле напряженностью 800 кА/м

При обработке без поля изменения поверхностного рельефа наблюдались лишь в отдельных мелких образованиях (1-я строка, рис. 1 и рис. 2 *а*). На видеозаписи охлаждения зерен аустенита было чуть заметно распространение волнового процесса по поверхности. По-видимому, это отражение фазового превращения. Микроструктурный анализ внутренних слоев образца показал наличие подавляющего количества (98 %) перлитной структуры (рис. 2 *г*).

С наложением внешнего магнитного поля поверхностный рельеф формировали зарождающиеся и растущие бейнитные иглы (2-я строка, рис. 1 и рис. 2 *б*). Эти кристаллы нельзя отнести к мартенситным из-за их медленного роста (рис. 1). С увеличением напряженности поля повышалась интенсивность сдвигового превращения на поверхности (3-я строка, рис. 1 и рис. 2 *в*), образовывался пакетный бейнит.

При действии магнитного поля напряженностью 400 кА/м объемная доля бейнита увеличилась втрое — до 6 % (рис. 2 *д*) по сравнению с обработкой без поля. В магнитном поле напряженностью 800 кАм объемная доля бейнита составляла уже 8÷10 %. Это позволяет сделать вывод о стимулировании смены сценария превращения из перлитного в бейнитное при обработке во внешнем магнитном поле.

Если при охлаждении исходную фазу (аустенит) сохранять как можно дольше, то усиливающийся в ней с понижением температуры ближний магнитный порядок (магнитная неоднородность) в своей критической степени приведет к атермическому мартенситному сценарию превращения. Это известно из [9]. В [1] показано, что наложение внешнего магнитного поля в процессе охлаждения аустенита приводит к дополнительному, вынужденному магнитному расслоению аустенита из-за увеличения количества, размеров и времени устойчивого существования ферромагнитных кластеров. В условиях текущего эксперимента искусственно усиленный внешним полем ближний магнитный порядок в γ-фазе способствует протеканию бейнитного превращения вместо перлитного, естественного для данных условий охлаждения без наложения поля.

Под действием магнитного поля значительно меняется кинетика бейнитного превращения. Об этом свидетельствует отмеченное в ходе эксперимента усиление бейнитной реакции при увеличении напряженности магнитного поля. Кроме того, в [7] рассматривалось наложение внешнего магнитного поля напряженностью 1,6 МА/м при изотермической выдержке различных сталей. Итоги указанной работы также подтверждают сделанное выше заявление о кинетике превращения.

Для выяснения механизма влияния внешнего магнитного поля на кинетику промежуточного превращения учитываются:

– специфика роста бейнитных кристаллов, который зависит от скорости отвода атомов углерода от γ/α границы;

– возникающие при превращении структурные напряжения, обусловленные изменением удельного объема превращающихся фаз.

Данный подход обусловлен тем, что процессы релаксации у межфазной границы сильно заторможены при пониженных температурах [12]. В такой ситуации градиент напряжений вызывает дрейф атомов углерода вопреки концентрационной неоднородности. Это играет определяющую роль в скорости роста нижнего бейнита. Перемещение атомов C ведет к снижению его концентрации в объемах γ фазы по фронту роста пластин бейнита. В результате возникает контролируемый концентрационным градиентом диффузионный поток. Он направлен навстречу растущему кристаллу и уменьшает скорость его роста. Зависимости, описывающие эти процессы, есть в работах Л.Н. Александрова и Б.Я. Любова [13].

Под действием внешнего магнитного поля возникают магнитострикционные деформации. Их упругая энергия может вносить определенный вклад в энергию взаимодействия диффундирующих атомов с полем структурных напряжений. Следует ожидать усиления дрейфа углерода и увеличения скорости роста кристаллов α фазы. Скорость роста по механизму дрейфа в соответствии с расчетами Л.Н. Александрова и Б.Я. Любова описывается зависимостью:

$$V = \frac{2PD}{R_{\text{кр}} kT \left(1 - \left(\frac{C_{\text{н.ф}}}{C_0}\right)^{\frac{4}{7}}\right)}. \tag{1}$$

Здесь D — коэффициент диффузии углерода в аустените; $R_{\text{кр}}$ — радиус критического зародыша при данном переохлаждении; $C_{\text{н.ф}}$ и C_0 — соответственно концентрация углерода в α фазе и исходном аустените. P характеризует энергию взаимодействия диффундирующих атомов с полем структурных напряжений, вызванных дилатацией ε при изменении объема в процессе превращения, и находится из соотношения:

$$P = \frac{8}{9}\pi r_a^3 \omega \frac{4\mu\varepsilon m}{(3-4v)(1-m)}, \tag{2}$$

где r_a — радиус атома углерода; ω — параметр, характеризующий в твердых растворах внедрения зависимость постоянной решетки от концентрации атомов растворенного элемента; E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона; $\mu = (E / 2) \cdot (1 - v)$ — коэффициент Ламэ (модуль сдвига по направлению [100]); $m = (a - b) \cdot (a + b)$, где a и b — размеры полуосей кристалла в форме эллипсоида вращения.

Расчет по формуле (1) проводили для углеродистой стали при: $C_0 = 0{,}7$; $m = 0{,}9$; $v = 0{,}3$; $\mu \approx 73{,}5$ Гпа; $D = 0{,}0999\, exp\left(\frac{-131300\,\text{Дж/моль}}{RT}\right)\frac{\text{см2}}{\text{с}}$; ε = 0,01; ω = 0,02. Величину Rкр определяли из соотношения $R_{\text{кр}} = 2\sigma / \Delta F_0$. Поверхностное натяжение на когерентной границе σ = 0,2 Дж/м^2; ΔF_0 при $T = 600$ K составляет 315 МДж/м^3. Значение $C_{\text{н.ф}} = 0{,}4$ определяли как концентрацию, соответствующую температуре начала мартенситного превращения (600 K). Найденная таким образом скорость роста кристаллов α фазы составляет $\sim 8 \cdot 10^{-6}$ см/с, т. е. является величиной того же порядка, что и $V_{\text{ср}} \sim 10^{-6}$ см/с, полученная экспериментально для стали 65Г при видеосъемке изотермического образования рельефа.

При включении магнитного поля измерение скорости роста дало те же результаты, т. е. экспериментально не обнаруживается влияние магнитострикционных напряжений на интенсификацию дрейфа.

Допустим, упругое смещение равно истинной магнитострикции парапроцесса $\lambda \approx 0{,}5 \cdot 10^{-4}$ [14]. В этом случае при $H = 1{,}6$ МА/м и $t = 400$ °C напряжения от магнитострикции составляют $\sigma_\lambda = E_\lambda \approx 10$Мпа. Они вносят весьма малый вклад в энергию взаимодействия диффундирующих атомов с полем структурных напряжений. Это объясняется тем, что величина магнитострикции на два три порядка меньше величины дилатации (0,01 ÷ 0,07 [15]) при сдвиговом γ→α переходе. По этой причине оценка вклада магнитострикции по формуле (1) дает исчезающе малую разницу в значениях скорости роста при обработке без поля и в магнитном поле.

Ускорение процесса образования бейнита можно фактически оценить при помощи уравнения А.Н. Колмогорова [16], устанавливающего связь между степенью превращения, скоростью зарождения и ростом центров новой фазы. Изменение объемной скорости превращения в магнитном поле из-за уменьшения работы образования ферромагнитного зародыша критического размера [1] можно найти по формуле:

$$\frac{\upsilon_H}{\upsilon_0} = exp\left[\frac{w}{kt}\left[1 - \left(1 + \frac{\Delta f^*}{\Delta f}\right)^{-4}\right]\right], \tag{3}$$

где υ — объемная скорость превращения (индексы 0 и H соответственно обозначают условия обработки без поля и во внешнем магнитном поле); W — энергия образования равновесного зародыша; I — намагниченность; H — напряженность магнитного поля; Δf — удельная «химическая» движущая сила; Δf^* — свободная энергия образования одного ферромагнитного кластера [1].

Согласно классической теории Л. Кауфмана и М. Коэна [17], энергия зарождения центров новых фаз равна:

$$W = \frac{952,7 \cdot \theta^2 \sigma^2}{\left(\Delta f + \Delta f^*\right)^4}. \tag{4}$$

Здесь Δf^* — работа образования ферромагнитноупорядоченных кластеров в аустените; θ — параметр, учитывающий влияние энергии упругих деформаций; σ — поверхностное натяжение. Из [17] известно, что $\theta^2\sigma^3 = 9,92 \cdot 10^{10}$ $Дж^5/м^{12}$.

Вычисления проводились для температур 543 K (сталь 65Г) и 628 K (сталь 45Х) при напряженности магнитного поля $H = 1,6$ МА/м. Энергия образования равновесного зародыша W определялась при удельной химической движущей силе $\Delta f = 150$ $МДж/м^3$ с учетом напряженности поля и среднего размера ферромагнитного кластера ~ 1,8 нм [1], для которого получена величина $\Delta f^* = 0,63$ $МДж/м^3$. Расчет по формуле (3) дает для бейнитного превращения в стали 65Г $\upsilon_Н / \upsilon_0 = 1,804$, а в стали 45Х $\upsilon_Н / \upsilon_0 = 1,665$.

Зависимости объемной скорости превращения (рис. 3) получены с использованием экспериментальных данных [7] о степени бейнитного превращения в сталях 65Г и 45Х при различных временах изотермической выдержки без поля и в магнитном поле напряженностью 1,6 МА/м.

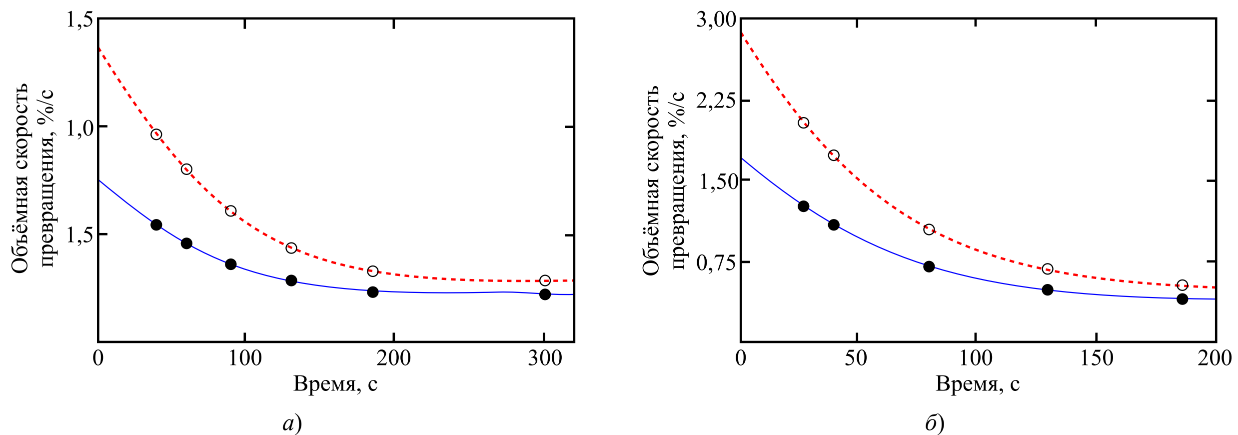


Рис. 3. Зависимости объемной скорости превращения (вертикальная ось, %/с) от времени изотермической выдержки: *а* — для стали 65Г при температуре 375 °С; *б* — для стали 45Х при температуре 320 °С. Синяя кривая отражает данные по обработке без поля, красная — в магнитном поле. На каждой линии отмечены экспериментальные точки

Рис. 3 позволяет рассмотреть отношение объемной скорости превращения при обработке в поле к обработке без поля $\upsilon_Н / \upsilon$ в самом начале бейнитной реакции (экстраполированное значение в $\tau = 1$ с). Для стали 65Г получится 1,808, для стали 45Х — 1,687. Это близко к приведенным выше теоретическим оценкам: 1,804 для стали 65Г и 1,665 для стали 45Х. В процессе превращения скорости меняются. Если рассмотреть самые первые экспериментальные точки на графиках, то:

– для стали 65Г при $\tau = 40$ с $\upsilon_Н / \upsilon = 1,75$;

– для стали 45Х при $\tau = 28$ с $\upsilon_Н / \upsilon = 1,629$.

При более длительной изотермической выдержке отношения объемных скоростей уже мало коррелируют с расчетными.

Заключение. Экспериментально установлено, что, задействуя внешнее магнитное поле, можно сменить сценарий превращения с перлитного на бейнитное. Это объясняется усилением степени ближнего магнитного порядка в аустените в результате увеличения количества и размеров ферромагнитных кластеров в γ фазе под влиянием магнитного поля. С ростом его напряжения увеличивается магнитная гетерогенность аустенита. Как следствие, повышается скорость бейнитного превращения. Расчетные значения увеличения объемной скорости превращения при действии внешнего магнитного поля хорошо согласуются с экспериментальными данными для стартовых скоростей бейнитного превращения.

Список литературы

1. Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В. *Магнитная гетерогенность аустенита и превращения в сталях.* Москва: Ай Пи Ар Медиа; 2022. 190 с. https://doi.org/10.23682/117033

2. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. *Мартенситное превращение в магнитном поле.* Екатеринбург: Уральское отделение РАН; 2007. 322 с. URL: https://www.imp.uran.ru/?q=ru/content/martensitnoe-prevrashchenie-v-magnitnom-pole (дата обращения: 28.12.2023).

3. Kaletina Yu.V. Phase transformations in steels and alloys in magnetic field. *Metal Science and Heat Treatment*. 2008;50:413–421. https://doi.org/10.1007/s11041 009 9085 0

4. Schastlivtsev V.M., Kaletina Yu.V., Fokina E.A., Mirzaev D.A. Effect of external actions and a magnetic field on martensitic transformation in steels and alloys. *Metal Science and Heat Treatment.* 2016;58:247–253. https://doi.org/10.1007/s11041 016 9997 4

5. Garcin T. *Thermodynamic and kinetic effects of static magnetic field on phase transformations in low alloy steels.* Université Joseph Fourier Grenoble I; 2009. 224 p. https://theses.hal.science/tel 00519996/

6. Feng Wang, Dongsheng Qian, Lin Hua, Huajie Mao, Lechun Xie, Xinda Song, et al. Effect of high magnetic field on the microstructure evolution and mechanical properties of M50 bearing steel during tempering. *Materials Science and Engineering: A.* 2020;771:138623. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138623

7. Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В., Нефедов Д.В. Влияние магнитного поля на кинетику изотермического распада аустенита в области температур промежуточного превращения. *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2022;10(269):83–88. https://doi.org/10.35211/1990 5297 2022 10 269 83 88

8. Spooner S., Averbach B.L. Spin correlations in iron. *Physical Review.* 1966;142(2):291–299. https://doi.org/10.1103/PhysRev.142.291

9. Razumov I.K., Boukhvalov D.W., Petrik M.V., Urtsev V.N., Shmakov A.V., Katsnelson M.I., et al. Role of magnetic degrees of freedom in a scenario of phase transformations in steel. *Physical Review B: Condensed Matter and Materials Physics*. 2014;90(9):094101. http://doi.org/10.1103/PhysRevB.90.094101

10. Razumov I.K., Gornostyrev Yu.N., Katsnelson M.I. Effect of magnetism on kinetics of γ α transformation and pattern formation in iron. *Journal of Physics: Condensed Matter*. 2013;25(13):135401. http://doi.org/10.1088/0953 8984/25/13/135401

11. Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В., Нефедов Д.В. Методика исследования фазовых превращений под действием постоянного магнитного поля на установке для высокотемпературной металлографии. В: *Труды 3 й Междунар. науч. практ. конф. памяти академика А.А. Байкова “Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов и сплавов”*. Курск: Юго Западный государственный университет; 2022. С. 125–129.

12. Mehrer H. *Diffusion in Solids: Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion Controlled Processes*. Berlin: Springer Science & Business Media; 2007. 654 p. URL: https://books.google.ru/books?id=IUZVffQLFKQC&printsec=frontcover&hl=ru#v=onepage&q&f=false

13. Александров Л.Н., Любов Б.Я. Теоретический анализ кинетики распада пересыщенных твердых растворов. *Успехи физических наук*. 1961;75(9):117–150. URL: https://ufn.ru/ufn61/ufn61_9/Russian/r619d.pdf (дата обращения: 28.12.2023).

14. Кикоин И.К. (ред.) *Таблицы физических величин. Справочник*. Москва: Атомиздат; 1976. 1005 с.

15. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. *Превращения в железе и стали.* Москва: Наука; 1977. 236 с.

16. Колмогоров А.Н. *Избранные труды: в 6 т. Т. 2. Теория вероятностей и математическая статистика*. А.Н. Ширяев (ред.). Москва: Наука; 2005. 581 с.

17. Kaufman L., Cohen M. Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations. *Progress in Metal Physics*. 1958;7:165–246. https://doi.org/10.1016/0502 8205(58)90005 4

References

1. Pustovoit VN, Dolgachev YuV. *Magnitnaya geterogennost' austenita i prevrashcheniya v stalyakh.* Moscow: Ai Pi Ar Media; 2022. 190 p. https://doi.org/10.23682/117033 (In Russ.)

2. Schastlivtsev VM, Kaletina YuV, Fokina EA. *Martensitnoe prevrashchenie v magnitnom pole.* Yekaterinburg: Ural Branch of the Russian Academy of Sciences; 2007. 322 p. URL: https://www.imp.uran.ru/?q=ru/content/martensitnoe-prevrashchenie-v-magnitnom-pole (accessed: 28.12.2023). (In Russ.)

3. Kaletina YuV. Phase transformations in steels and alloys in magnetic field. *Metal Science and Heat Treatment*. 2008;50:413–421. https://doi.org/10.1007/s11041 009 9085 0

4. Schastlivtsev VM, Kaletina YuV, Fokina EA, Mirzaev DA. Effect of external actions and a magnetic field on martensitic transformation in steels and alloys. *Metal Science and Heat Treatment.* 2016;58:247–253. https://doi.org/10.1007/s11041 016 9997 4

5. Garcin T. *Thermodynamic and kinetic effects of static magnetic field on phase transformations in low alloy steels.* Université Joseph Fourier Grenoble I; 2009. 224 p. https://theses.hal.science/tel 00519996/

6. Feng Wang, Dongsheng Qian, Lin Hua, Huajie Mao, Lechun Xie, Xinda Song, et al. Effect of high magnetic field on the microstructure evolution and mechanical properties of M50 bearing steel during tempering. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;771:138623. https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138623

7. Pustovoit VN, Dolgachev YuV, Nefedov DV. Effect of a magnetic field on the kinetics of isothermal decomposition of austenite in the region of intermediate transformation temperatures. *Izvestia VSTU*. 2022;10(269): 83–88. https://doi.org/10.35211/1990 5297 2022 10 269 83 88 (In Russ.)

8. Spooner S, Averbach BL. Spin correlations in iron. *Physical Review*. 1966;142(2):291–299. https://doi.org/10.1103/PhysRev.142.291

9. Razumov IK, Boukhvalov DW, Petrik MV, Urtsev VN, Shmakov AV, Katsnelson MI, et al. Role of magnetic degrees of freedom in a scenario of phase transformations in steel. *Physical Review B: Condensed Matter and Materials Physics*. 2014;90(9):094101. http://doi.org/10.1103/PhysRevB.90.094101

10. Razumov IK, Gornostyrev YuN, Katsnelson MI. Effect of magnetism on kinetics of γ α transformation and pattern formation in iron. *Journal of Physics: Condensed Matter*. 2013;25(13):135401. http://doi.org/10.1088/0953 8984/25/13/135401

11. Pustovoit VN, Dolgachev YuV, Nefedov DV. Metodika issledovaniya fazovykh prevrashchenii pod deistviem postoyannogo magnitnogo polya na ustanovke dlya vysokotemperaturnoi metallografii. In: *Trudy 3 i Mezhdunar. nauch. prakt. konf. pamyati akademika A.A. Baikova "Sovremennye problemy i napravleniya razvitiya metallovedeniya i termicheskoi obrabotki metallov i splavov"*. Kursk: Southwest State University; 2022. P. 125–129. (In Russ.)

12. Mehrer H. *Diffusion in Solids: Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion Controlled Processes*. Berlin: Springer Science & Business Media; 2007. 654 p. URL: https://books.google.ru/books?id=IUZVffQLFKQC&printsec=frontcover&hl=ru#v=onepage&q&f=false

13. Aleksandrov LN, Lyubov BYa. Teoreticheskii analiz kinetiki raspada peresyshchennykh tverdykh rastvorov. *Uspekhi fizicheskikh nauk.* 1961;75(9):117–150. URL: https://ufn.ru/ufn61/ufn61_9/Russian/r619d.pdf (accessed: 28.12.2023). (In Russ.)

14. Kikoin IK. (ed.) *Tablitsy fizicheskikh velichin. Spravochnik.* Moscow: Atomizdat; 1976. 1005 p. (In Russ.)

15. Kurdyumov GV, Utevskii LM, Entin RI. *Prevrashcheniya v zheleze i stali.* Moscow: Nauka; 1977. 236 p. (In Russ.)

16. Kolmogorov AN. *Izbrannye trudy: in 6 vol. Vol. 2. Teoriya veroyatnostei i matematicheskaya statistika.* Shiryaev AN (ed.). Moscow: Nauka; 2005. 581 p. (In Russ.)

17. Kaufman L, Cohen M. Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations. *Progress in Metal Physics*. 1958;7:165–246. https://doi.org/10.1016/0502 8205(58)90005 4

Поступила в редакцию 28.12.2023
Поступила после рецензирования 25.01.2024
Принята к публикации 29.01.2024

Об авторах:

Юрий Вячеславович Долгачев, кандидат технических наук, доцент кафедры материаловедения и технологии металлов Донского государственного технического университета (344003, РФ, г. Ростов на Дону, пл. Гагарина, 1), SPIN код: 2774-5346, ORCID, yuridol@mail.ru

Виктор Николаевич Пустовойт, доктор технических наук, профессор кафедры материаловедения и технологии металлов Донского государственного технического университета (344003, РФ, г. Ростов на Дону, пл. Гагарина, 1), профессор, SPIN код: 7222-6100, ORCID, fipm dstu@mail.ru

Дмитрий Викторович Нефедов, аспирант кафедры материаловедения и технологии металлов Донского государственного технического университета, (344003, РФ, г. Ростов на Дону, пл. Гагарина, 1), SPIN код: 5052-6393, ORCID, tries_lab@mail.ru

Заявленный вклад соавторов:

Ю. В. Долгачев — получение экспериментальных данных, расчеты, анализ результатов исследований, подготовка текста, формулирование выводов.

В.Н. Пустовойт — формирование основной концепции, цели и задач исследования, научное руководство, доработка текста, корректировка выводов.

Д. В. Нефедов — подготовка образцов для исследования, проведение имитационных испытаний и металлографического анализа.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Все авторы прочитали и одобрили окончательный вариант рукописи.

Received 28.12.2023
Revised 25.01.2024
Accepted 29.01.2024

About the Authors:

Yuri V. Dolgachev, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Materials Science and Metal Technology Department, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov on Don, 344003, RF), SPIN code: 2774-5346, ORCID, yuridol@mail.ru

Viktor N. Pustovoit, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Materials Science and Metal Technology Department, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov on Don, 344003, RF), Professor, SPIN code: 7222-6100, ORCID, fipm dstu@mail.ru

Dmitriy V. Nefedov, Postgraduate student of the Materials Science and Metal Technology Department, Don State Technical University (1, Gagarin Sq., Rostov on Don, 344003, RF), SPIN code: 5052-6393, ORCID, tries_lab@mail.ru

Claimed contributorship:

YuV Dolgachev: acquisition of experimental data, calculations, analysis of the research results, preparation of the text, formulation of the conclusions.

VN Pustovoit: formulation of the basic concept, goals and objectives of the study, academic advising, revision of the text, correction of the conclusions.

DV Nefedov: preparation of samples for research, simulation tests and metallographic analysis.

Conflict of interest statement: the authors do not have any conflict of interest.

All authors have read and approved the final manuscript.